

# 38MnVS6 钢中硫元素扩散对激光熔覆涂层形貌和组织的影响

陈茹<sup>1,2</sup>, 虞钢<sup>1,2</sup>, 何秀丽<sup>1,2</sup>, 甘政涛<sup>3</sup>, 李少霞<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>中国科学院力学研究所, 北京 100190;

<sup>2</sup>中国科学院大学工程科学学院, 北京 100049;

<sup>3</sup>美国西北大学机械工程系, 埃文斯顿 60208 美国

**摘要** 利用激光熔覆技术在 38MnVS6 钢基体上熔覆了 CoCrW 粉末, 研究了不同扫描速度下基体中活性元素对涂层形貌和组织的影响。结果表明, 当送粉速率为  $5.60 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ , 扫描速度小于  $5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  时, 涂层的熔深较大, 涂层与基体的结合线向下凹陷; 当扫描速度大于  $6 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  时, 涂层的熔深较小, 涂层与基体的结合平整光滑。送粉率的增大使得涂层的形貌发生变化。基体中硫元素的含量决定了涂层表面张力温度系数, 改变了熔池中马兰戈尼对流方向, 并最终影响涂层的成分和组织。

**关键词** 激光技术; 激光熔覆; 活性元素; 形貌; 显微组织

中图分类号 TN249

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.0602005

## Effect of Sulfur Diffusion in 38MnVS6 Steel on Morphology and Microstructure of Laser Cladding Layers

Chen Ru<sup>1,2</sup>, Yu Gang<sup>1,2</sup>, He Xiuli<sup>1,2</sup>, Gan Zhengtao<sup>3</sup>, Li Shaoxia<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China;

<sup>2</sup>School of Engineering Science, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China;

<sup>3</sup>Department of Mechanical Engineering, Northwestern University, Evanston 60208, USA

**Abstract** The laser cladding of CoCrW powder on 38MnVS6 steel substrate is conducted, and the effects of active elements in substrate on the morphology and microstructure of laser cladding layer are investigated. The results show that, when the powder feeding rate is  $5.60 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$  and the scanning speed is smaller than  $5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ , the melt pool of cladding layer is relatively deep and the fusion line of cladding layer and substrate is concave downwards. When the scanning speed is higher than  $6 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ , the melt pool is relatively shallow and the fusion line is smooth. The increase of the powder feeding rate makes the change of cladding layer morphology. The sulfur content in substrate determines the temperature coefficient of surface tension, which changes the direction of Maragoni convection and thus influences the final compositions and microstructures of cladding layers.

**Key words** laser technique; laser cladding; active elements; morphology; microstructure

**OCIS codes** 140.3390; 350.3390; 160.3900

## 1 引言

激光熔覆技术利用高功率密度激光束辐照基体和粉末材料, 形成液态熔池, 随着熔池的迅速凝固,

在基体表面形成冶金结合的熔覆层<sup>[1-3]</sup>。在激光熔覆过程中, 熔池的流动对熔覆层的形貌、成分分布、显微组织和性能具有重要影响<sup>[4-6]</sup>。熔池流动过程中的马兰戈尼效应对流体的流动起决定性作

收稿日期: 2018-01-03; 收到修改稿日期: 2018-01-22

基金项目: 国家自然科学基金(11272316, 11272317, 11672304, 11502269)

作者简介: 陈茹(1990—), 女, 博士研究生, 主要从事激光熔覆和激光增材制造方面的研究。E-mail: chenru@imech.ac.cn

导师简介: 虞钢(1958—), 男, 研究员, 博士生导师, 主要从事激光与材料相互作用和激光制造工艺力学方面的研究。

E-mail: gyu@imech.ac.cn(通信联系人)

用<sup>[7-10]</sup>,被称为活性元素的第 VIA 族元素对流体的流动有重要影响<sup>[11]</sup>。

Lu 等<sup>[12]</sup>研究发现,在钨极稀有气体保护焊接过程中,氧含量的轻微变化显著改变了焊缝的形状,增大了熔深。Mills 等<sup>[13]</sup>发现,在激光焊接过程中,焊丝中活性元素的含量对熔池流动方向的改变有着重要影响。Lienert 等<sup>[14]</sup>研究发现,激光焊接硫含量差异较大的两块钢板,得到的焊缝两侧的熔池呈现不同的流动方向。上述研究集中于激光焊接过程保护气或焊丝中的活性元素对熔池马兰戈尼对流的影响,但有关激光熔覆过程中活性元素对熔覆层流动方向影响的研究鲜有报道<sup>[15-16]</sup>,尤其是基体中活性元素对熔覆层形貌的影响。

表 1 基体和熔覆粉末的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of substrate and cladding powder (mass fraction, %)

Material	B	C	Cr	Mn	N	Ni	S	Si	Ti	V	W	Fe	Co
38MnVS6	-	0.38	0.16	1.4	0.012	-	0.04	0.65	0.02	0.1	-	Bal.	-
CoCrW	2.3	0.35	25	-	-	8	-	1.6	-	-	5	-	Bal.

激光熔覆实验使用波长为 1030 nm 的 1 kW Nd:YAG 连续波激光器。激光通过直径为 100  $\mu\text{m}$  的光纤传输,由焦距为 160 mm 的透镜聚焦。激光熔覆实验装置如图 1 所示。激光头和送粉喷嘴均固

定在最常见的表面活性元素之一,广泛存在于各种材料中,特别是钢铁材料中。本文选择含硫的 38MnVS6 钢作为激光熔覆基体,研究了基体中硫元素对激光熔覆过程马兰戈尼对流方向、涂层形貌与组织的影响,并分析了工艺参数对涂层形貌的影响机制。研究结果为激光熔覆过程中基体材料及熔覆粉末的选择提供了参考。

## 2 实验材料和方法

选择硫含量(质量分数,下同)为 0.04% 的 38MnVS6 亚共析钢作为基体,自熔 Co 基合金作为熔覆粉末,粉末粒径为 40~150  $\mu\text{m}$ 。基体和熔覆粉末的化学成分见表 1。

定在机械臂上,实现同步送粉,氩气用于运输粉末颗粒并提供氧化保护。激光熔覆工艺参数为:激光功率 700 W,光斑直径 2.0 mm,扫描速度 2~10  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ,送粉速率 1.8~9.4  $\text{g}\cdot\text{min}^{-1}$ 。

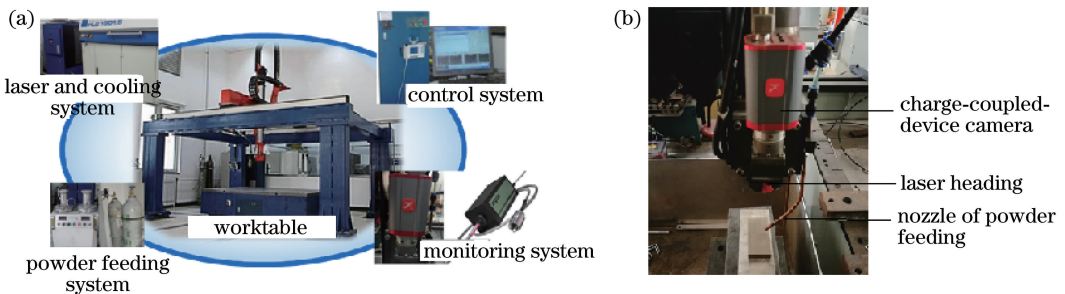


图 1 激光熔覆实验装置。(a)加工系统;(b)加工头

Fig. 1 Experimental setup of laser cladding. (a) Processing system; (b) processing head

采用线切割方式对试样进行切割,机械研磨、抛光试样横截面后用王水进行化学腐蚀。利用能谱仪(EDS)检测涂层中主要元素的分布情况。使用俄歇电子能谱(AES)测试涂层中硫的含量。

## 3 实验结果与讨论

### 3.1 涂层形貌转变的规律和机理

不同扫描速度下涂层的横截面形貌如图 2 所示。可以看出,当其他工艺参数不变时,随着扫描速度的增大,激光能量密度减小,熔池的尺寸也减小。然而,随着扫描速度的变化,熔覆涂层截面呈两种不同的形貌。当扫描速度小于 5  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,涂

层的熔深较大,涂层与基体的结合线中心部分向下凹陷;当扫描速度大于 6  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,涂层的熔深较小并呈球冠状形貌,涂层与基体的结合平整光滑。

不同扫描速度下涂层的稀释率如图 3 所示。可以看出,当扫描速度小于 5  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,涂层的稀释率随着扫描速度的增大而增大;当扫描速度从 5  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 增大到 6  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,涂层的形态由下凹形向球冠形过渡,稀释率快速减小;当继续增大扫描速度时,涂层的稀释率随着扫描速度的增大而略微减小。

当扫描速度为 10  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,不同送粉率下涂层的横截面形貌如图 4 所示。当送粉率小于 5.60  $\text{g}\cdot\text{min}^{-1}$ 时,涂层的熔深较大,涂层与基体结合

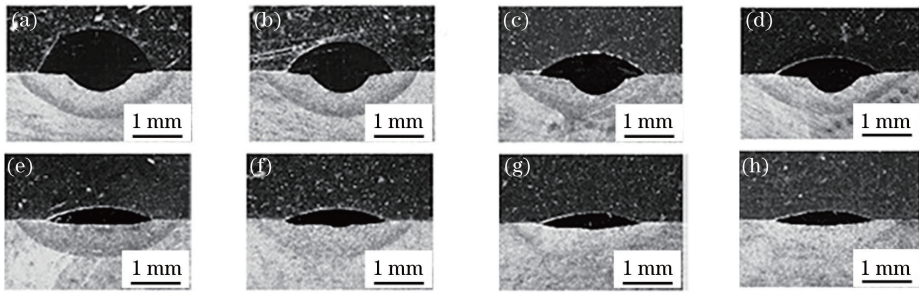


图 2 不同扫描速度下涂层的横截面形貌。(a)  $2 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (b)  $3 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (c)  $4 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (d)  $5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (e)  $6 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (f)  $7 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (g)  $8 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (h)  $9 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

Fig. 2 Cross-sectional morphologies of cladding layers under different scanning speeds. (a)  $2 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (b)  $3 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (c)  $4 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (d)  $5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (e)  $6 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (f)  $7 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (g)  $8 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (h)  $9 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

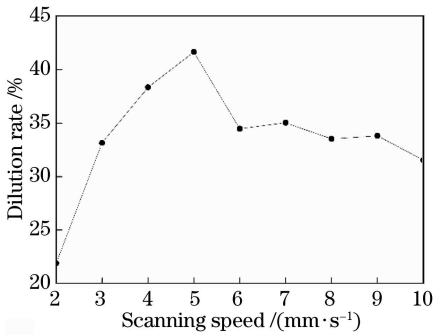


图 3 不同扫描速度下涂层的稀释率

Fig. 3 Dilution rates of cladding layers under different scanning speeds

线呈现下凹的特征;当送粉率大于  $5.60 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$  时,涂层的熔深较小,涂层与基体结合平整光滑。

不同扫描速度下涂层中沿深度方向的硫元素检测结果如图 5 所示。可以看出,随着扫描速度的增大,涂层表面的硫元素含量减小。当扫描速度为  $3 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  和  $5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  时,涂层的熔深较大,涂层表面硫含量较大,约为  $0.03\%$ ;当扫描速度为  $7 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  和  $10 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  时,涂层的熔深较小,涂层表面硫含量小于  $0.01\%$ 。因此,图 2 所示的两种涂层形貌的差异是硫元素含量不同导致熔池流动方向的不同所引起的<sup>[17]</sup>。

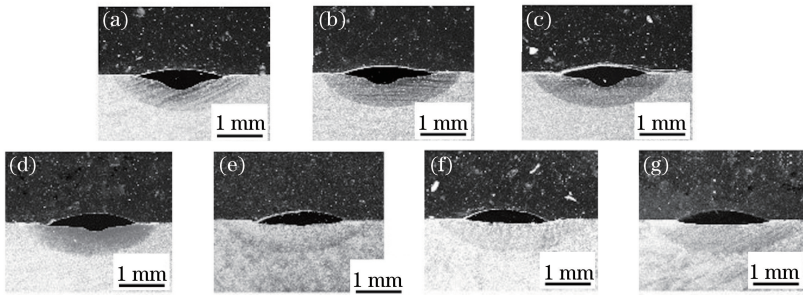


图 4 不同送粉率下涂层的横截面形貌。(a)  $1.80 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (b)  $3.13 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (c)  $4.37 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (d)  $5.60 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (e)  $6.93 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (f)  $8.17 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (g)  $9.40 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$

Fig. 4 Cross-sectional morphologies of cladding layers under different powder feeding rates. (a)  $1.80 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (b)  $3.13 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (c)  $4.37 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (d)  $5.60 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (e)  $6.93 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (f)  $8.17 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (g)  $9.40 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$

在激光熔覆过程中,随着激光的辐照和合金粉末的添加,粉末和部分基体熔化形成熔池,熔池中的金属液体高速流动,最高可达  $10^2 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  量级<sup>[18]</sup>。表面张力梯度引起的马兰戈尼效应和浮力的综合作用决定了流体流动的形式和速度<sup>[17,19]</sup>。由 Gibbs-Langmuir 等温吸附理论可知,合金体系的表面张力温度系数由温度和活性元素的浓度所决定<sup>[11]</sup>。纯金属的表面张力温度系数是负值,熔池中心的表面张力较小,熔池边缘附近的表面张力大,由此引起流

体向外流动,易于形成宽而浅的熔池。随着表面活性元素浓度的增大,表面张力温度系数可能由负值变为正值,表面的液态金属从温度较小的边缘区域流向温度较大的中心,然后会聚向下形成窄而深的熔池。根据 Fe-S 和 Co-S 二元合金体系的表面张力温度系数相关参数<sup>[20]</sup>,采用差值法估算 Fe-Co-S 体系的表面张力温度系数,结果如图 6 所示。温度越小,表面张力温度系数越倾向于为正值;活性元素浓度越大,表面张力温度系数越倾向于为正值。

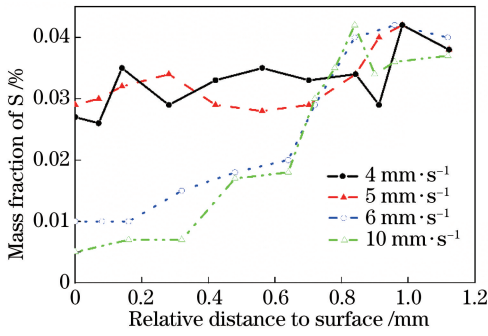


图 5 不同扫描速度下涂层中沿深度方向的硫元素分布  
Fig. 5 Content of sulfur element distribution along depth direction of cladding layer under different scanning speeds

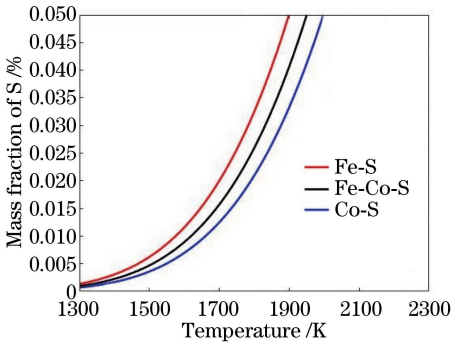


图 6 不同合金的表面张力温度系数

Fig. 6 Temperature coefficient of surface tension for different alloys

38MnVS6 钢中含有一定量的硫元素,在激光熔覆过程中,当温度增大时,基体材料熔化,硫元素进入熔池,而硫元素浓度和熔池温度会随着扫描速度的变化而变化。由图 5、6 可知,当扫描速度较小时,涂层表面的硫元素含量较大,熔池的表面张力温度系数为正值,流体向内的流动,易于形成较深的熔池;同时,随着扫描速度减小、温度增大,流体倾向于向外流动,形成较浅的熔池。当扫描速度大于  $6 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  时,硫元素没有充分时间扩散至涂层表面,表面硫元素含量减小,表面张力温度系数倾向于为负值,产生由中心向外围的流动,从而形成较浅的熔池;同时,随着扫描速度增大、温度减小,表面张力温度系数倾向于为正值,易形成较深的熔池。结合图 2 可以判断,硫元素浓度的变化是导致熔池流动方向转变的主要因素。随着送粉率的增大,尽管熔池温度有一定程度的减小,但熔池表面的硫元素含量会迅速减小,使表面张力温度系数由正值转为负值<sup>[21]</sup>,熔池中液态金属的流动方向发生改变,引起熔池形貌的差异。图 2 和图 4 所示的两种典型形貌分别对应着表面张力温度系数为正、负时的情况。这种显著的形貌差别主要是由硫元素含量不同引起熔池流动方向变

化所导致的。激光熔覆中马兰戈尼对流方向如图 7 所示。向外流动的马兰戈尼对流形成的熔池固/液边界较为平坦,近似于圆弧状,如图 2(e)~(h) 和图 4(e)~(g) 所示。这是因为金属流体从熔池中部向边缘流动导致形成宽而浅的熔池。向内流动的马兰戈尼对流形成的熔池固/液界面出现了拐点,这是由于高温金属流体向熔池底部流动导致熔池中部出现深熔区域,如图 2(a)~(d) 和图 4(a)~(c) 所示。

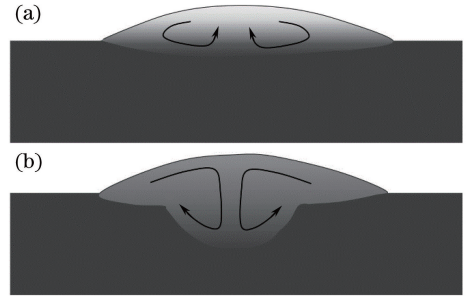


图 7 激光熔覆中马兰戈尼对流方向示意图。  
(a) 向外流动; (b) 向内流动

Fig. 7 Schematic of direction of Marangoni convection in laser cladding. (a) Outward flow; (b) inward flow

### 3.2 流动方向对涂层成分和组织的影响

为了进一步考察流动方向对涂层成分及组织的影响,选取 Fe 和 Co 作为基体和熔覆粉末中的主要元素。不同扫描速度下 Fe 和 Co 沿涂层深度方向的分布如图 8 所示。可以看出,当扫描速度从  $4 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  增大到  $5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  时,涂层的稀释率增大,使得涂层中 Fe 含量增大、Co 含量减小。当扫描速度从  $5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  增大到  $6 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  时,金属液体流动方向转变为由内向外,涂层的稀释率减小,导致 Fe 含量减小、Co 含量增大。

基体中的活性元素改变了流体的流动方向,从而改变了熔池的形状,而熔池的形状对凝固过程中的温度梯度  $G$ 、凝固速率  $R$  等重要参数有着重要的影响。熔池形貌和凝固前沿示意图如图 9 所示,其中  $\theta$  表示扫描速度  $V_s$  与凝固线法线方向的夹角,  $R = V_s \times \cos \theta$ 。内流型熔池的凝固前沿几乎是垂直的,  $R$  从熔池底部到顶部迅速增大;外流型熔池的  $\theta$  保持较大值,  $R$  从底部到顶部缓慢增大。

扫描速度为  $5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  和  $6 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  的涂层显微组织如图 10 所示,其分别对应内流型熔池和外流型熔池。由于熔池顶部  $G/R$  值较小,因此,两种熔池的顶部均为等轴的树枝晶组织,随着  $G/R$  值向熔池底部逐渐增大,组织逐步向柱状树枝晶或胞状树枝晶过渡。内流型熔池的  $G/R$  减小较快,其底部为柱状和胞状树枝晶的混合组织,如图 10(c) 所示。

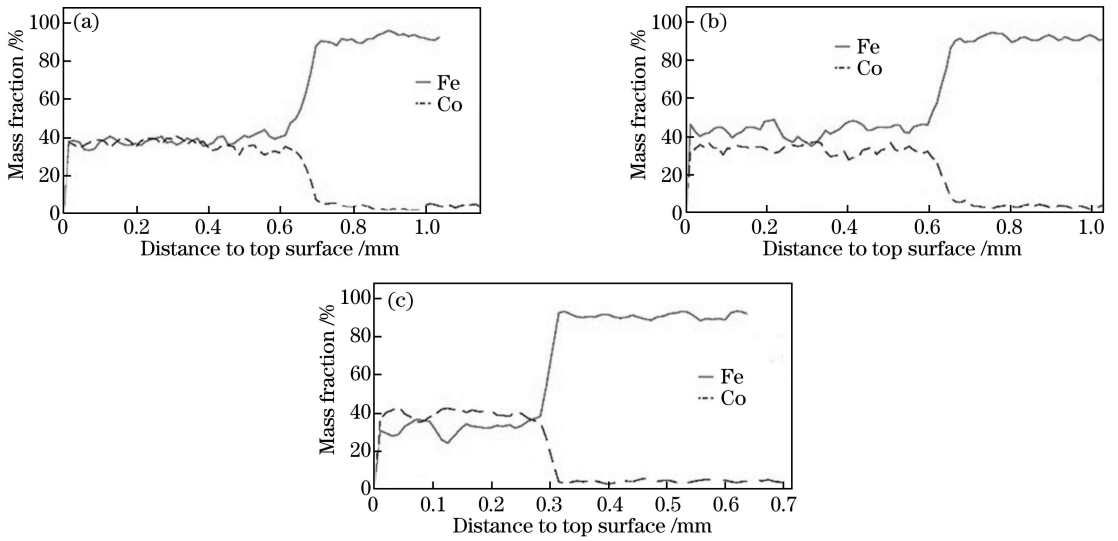


图 8 不同扫描速度下涂层沿深度方向主要元素的分布。(a)  $4\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (b)  $5\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (c)  $6\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$   
 Fig. 8 Distributions of main elements along depth direction of cladding layer under different scanning speeds.  
 (a)  $4\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (b)  $5\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ; (c)  $6\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

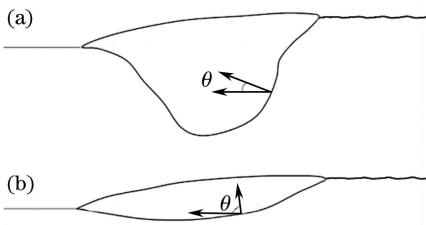


图 9 熔池形貌和凝固前沿示意图。  
 (a) 内流型熔池; (b) 外流型熔池

Fig. 9 Schematics of molten pool morphology and solidification front. (a) Molten pool with inward flow; (b) molten pool with outward flow

外流型熔池的  $G/R$  减小缓慢,其底部主要为柱状树枝晶组织,如图 10(f)所示。

对于金属基体中含有活性元素的激光熔覆,活性元素的含量影响了熔池中流体流动的方式,从而影响了涂层的形态及稀释率,进而影响涂层最终的成分和组织。因此,在激光熔覆过程中,可以通过选择基体或熔覆粉末成分、调节工艺参数和环境等因素,控制熔池中活性金属的含量或熔池温度,最终获得所需的涂层。

## 4 结 论

利用激光熔覆技术,在硫含量为 0.04% 的

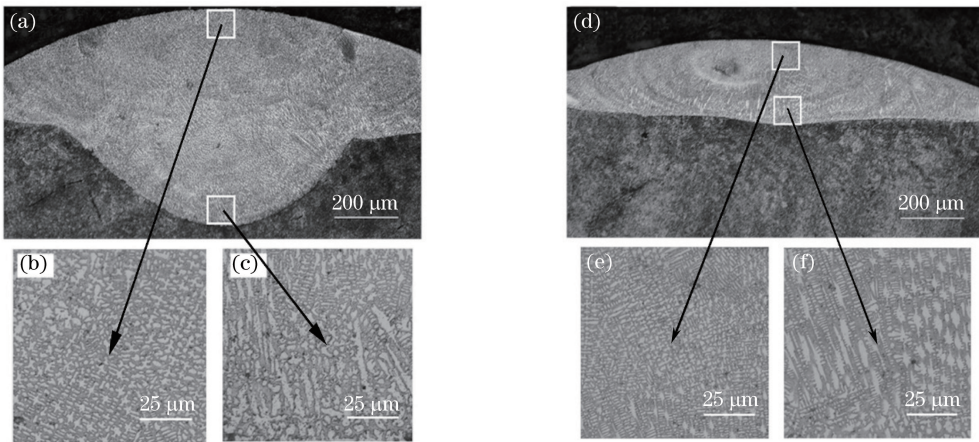


图 10 涂层的显微组织。(a) 内流型熔池,横截面; (b) 内流型熔池,顶部; (c) 内流型熔池,底部;  
 (d) 外流型熔池,横截面; (e) 外流型熔池,顶部; (f) 外流型熔池,底部

Fig. 10 Microstructures of cladding layer. (a) Molten pool with inward flow, cross-section; (b) molten pool with inward flow, top region; (c) molten pool with inward flow, bottom region; (d) molten pool with outward flow, cross-section; (e) molten pool with outward flow, top region; (f) molten pool with outward flow, bottom region

38MnVS6 钢上制备了 CoCrW 涂层,得到以下结论。

1) 涂层横截面呈现两种不同的形貌特征:一种是熔深较大,涂层与基体的结合线中心部分向下凹陷;另一种是熔深较小,涂层与基体的结合线平整光滑。

2) 基体中活性元素含量的差异引起了两种不同的涂层形貌。

3) 扫描速度和送粉率对涂层的形貌、成分、组织都有重要影响。

### 参 考 文 献

- [1] Kusinski J, Kac S, Kopia A, *et al.* Laser modification of the materials surface layer—A review paper [J]. Bulletin of the Polish Academy of Sciences, 2012, 60(4): 711-728.
- [2] Zhao G L, Zou Y, Zou Z D, *et al.* Research on *in situ* synthesised (Ti, V) C/Fe composite coating by laser cladding[J]. Materials Science and Technology, 2014, 31(11): 1329-1334.
- [3] Duan X X, Gao S Y, Gu Y F, *et al.* Study on reinforcement mechanism and frictional wear properties of 316L-SiC mixed layer deposited by laser cladding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(1): 0103004.  
段晓溪, 高士友, 顾勇飞, 等. 激光熔覆 316L+SiC 的强化机制和摩擦磨损性能研究 [J]. 中国激光, 2016, 43(1): 0103004.
- [4] Lee Y S, Nordin M, Babu S S, *et al.* Influence of fluid convection on weld pool formation in laser cladding[J]. Welding Journal, 2014, 93: 292-300.
- [5] Xu Y L, Dong Z B, Wei Y H, *et al.* Marangoni convection and weld shape variation in A-TIG welding process [J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2007, 48(2): 178-186.
- [6] Dai D H, Gu D D. Tailored reinforcement/matrix interface and thermodynamic mechanism during selective laser melting composites [J]. Materials Science and Technology, 2016, 32(7): 617-628.
- [7] Yu J J, Ruan D F, Li Y R, *et al.* Experimental study on thermocapillary convection of binary mixture in a shallow annular pool with radial temperature gradient [J]. Experimental Thermal and Fluid Science, 2015, 61: 79-86.
- [8] He X L, Song L J, Yu G, *et al.* Solute transport and composition profile during direct metal deposition with coaxial powder injection [J]. Applied Surface Science, 2011, 258(2): 898-907.
- [9] Peng J, Wang X X, Li G, *et al.* Effect of laser welding with filler wire on molten pool dynamic behavior and weld formation [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(11): 1102004.  
彭进, 王星星, 李刚, 等. 激光填丝焊对熔池动态行为及焊缝成形的影响 [J]. 中国激光, 2017, 44(11):

1102004.

- [10] Gan Z T, Liu H, Li S X, *et al.* Modeling of thermal behavior and mass transport in multi-layer laser additive manufacturing of Ni-based alloy on cast iron [J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2017, 111: 709-722.
- [11] Sahoo P, Debroy T, Mcnallan M J. Surface-tension of binary metal-surface-active solute systems under conditions relevant to welding metallurgy [J]. Metallurgical Transactions B, 1988, 19(3): 483-491.
- [12] Lu S P, Fujii H, Nogi K. Sensitivity of Marangoni convection and weld shape variations to welding parameters in O<sub>2</sub>-Ar shielded GTA welding [J]. Scripta Materialia, 2004, 51(3): 271-277.
- [13] Mills K C, Keene B J, Brooks R F, *et al.* Marangoni effects in welding [J]. Philosophical Transactions of the Royal Society A, 1998, 356(1739): 911-925.
- [14] Lienert T J, Burgardt P, Harada K L, *et al.* Weld bead center line shift during laser welding of austenitic stainless steels with different sulfur content [J]. Scripta Materialia, 2014, 71: 37-40.
- [15] Zhang S, Wu C L, Yi J Z, *et al.* Synthesis and characterization of FeCoCrAlCu high-entropy alloy coating by laser surface alloying [J]. Surface & Coatings Technology, 2015, 262: 64-69.
- [16] Gan Z T, Yu G, He X L, *et al.* Numerical simulation of thermal behavior and multicomponent mass transfer in direct laser deposition of Co-base alloy on steel [J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2017, 104: 28-38.
- [17] Kumar A, Roy S. Effect of three-dimensional melt pool convection on process characteristics during laser cladding [J]. Computational Materials Science, 2009, 46(2): 495-506.
- [18] Abderrazak K, Bannour S, Mhiri H, *et al.* Numerical and experimental study of molten pool formation during continuous laser welding of AZ91 magnesium alloy [J]. Computational Materials Science, 2009, 44(3): 858-866.
- [19] Xia S Q, He J J, Wang W, *et al.* Simulation of three-dimensional transient behavior of molten pool in laser deep penetration welding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(11): 1102004.  
夏胜全, 何建军, 王巍, 等. 激光深熔焊熔池三维瞬态行为数值模拟 [J]. 中国激光, 2016, 43(11): 1102004.
- [20] Nogi K, Ogino K, Mclean A, *et al.* The temperature-coefficient of the surface-tension of pure liquid-metals [J]. Metallurgical Transactions B, 1986, 17(1): 163-170.
- [21] Gan Z T, Yu G, He X L, *et al.* Surface-active element transport and its effect on liquid metal flow in laser-assisted additive manufacturing [J]. International Communications in Heat and Mass Transfer, 2017, 86: 206-214.